

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-158035
 (43)Date of publication of application : 18.06.1996

(51)Int.Cl.

C23C 8/02
 C22C 38/00
 C23C 8/22

(21)Application number : 07-088470
 (22)Date of filing : 13.04.1995

(71)Applicant : DAIDO HOXAN INC
 (72)Inventor : TAWARA MASAOKI
 SENBOKUTANI HARUO
 KITANO KENZO
 HAYASHIDA TADASHI

(30)Priority

Priority number : 06 78677
 06237057

Priority date : 18.04.1994
 30.09.1994

Priority country : JP

JP

(54) CARBURIZING TREATMENT FOR AUSTENITIC METAL AND AUSTENITIC METAL PRODUCT USING THE SAME

(57)Abstract:

PURPOSE: To improve surface hardness without deteriorating strength and corrosion resistance by holding an austenitic metal in a heated state under a fluorine type gas atmosphere and then carburizing it at specific temp.

CONSTITUTION: The austenitic metal, such as austenitic stainless steel, is held for about ten to several tens minutes in a heated state at about 250-450° C under the atmosphere of fluorine type gas, such as NF₃ and BF₃. By this treatment, a Cr₂O₃-containing passivating film formed on the surface of the austenitic metal is changed into a fluorided film. Subsequently, the temp. of the austenitic metal itself is set at ≤680° C and carburizing treatment is performed. By this procedure, the surface layer between the surface and a position at a depth of 10-70μm from the surface, is hardened by the infiltration of carbon atoms, and a carburized and hardened layer is formed. The hardness of the carburized and hardened layer is about 700-1050 (HV) by micro-Vickers hardness. This carburized and hardened layer is free from coarse chromium carbide grains.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 19.09.1997

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

3005952

[Date of registration] 26.11.1999

[Number of appeal against examiner's decision
of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2000 Japanese Patent Office

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-158035

(43) 公開日 平成8年(1996)6月18日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 3 C 8/02				
C 2 2 C 38/00	3 0 2	Z		
C 2 3 C 8/22				

審査請求 未請求 請求項の数8 O L (全 14 頁)

(21) 出願番号	特願平7-88470	(71) 出願人	000126115 大同ほくさん株式会社 北海道札幌市中央区北3条西1丁目2番地
(22) 出願日	平成7年(1995)4月13日	(72) 発明者	田原 正昭 大阪府高槻市宮の川原5丁目35-4
(31) 優先権主張番号	特願平6-78677	(72) 発明者	仙北谷 春男 大阪府富田林市藤沢台1丁目3-306-404
(32) 優先日	平6(1994)4月18日	(72) 発明者	北野 憲三 大阪府河内長野市小山田町1498-1
(33) 優先権主張国	日本 (J P)	(72) 発明者	林田 忠司 大阪府堺市上野芝向ヶ丘町5-743
(31) 優先権主張番号	特願平6-237057	(74) 代理人	弁理士 西藤 征彦
(32) 優先日	平6(1994)9月30日		
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		

(54) 【発明の名称】 オーステナイト系金属に対する浸炭処理方法およびそれによって得られたオーステナイト系金属製品

(57) 【要約】

【目的】 母材強度を劣化させることなくオーステナイト系金属の浸炭処理を可能にする。

【構成】 浸炭処理に先立って、フッ素系ガス雰囲気下でオーステナイト系金属を加熱状態で保持し、ついで浸炭処理の際の温度を680℃以下の温度に設定して浸炭するようにした。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 浸炭処理に先立って、フッ素系ガス雰囲気下でオーステナイト系金属を加熱状態で保持し、ついで浸炭処理の際の温度を680℃以下の温度に設定して浸炭処理することを特徴とするオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法。

【請求項2】 浸炭処理の際の温度が、400～500℃に設定されている請求項1記載のオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法。

【請求項3】 フッ素系ガス雰囲気下における上記加熱が、オーステナイト系金属を250～450℃の温度範囲にして行われる請求項1または2記載のオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法。

【請求項4】 オーステナイト系金属が、オーステナイト系ステンレスである請求項1～3のいずれか一項に記載のオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法。

【請求項5】 オーステナイト系金属が、ニッケルを32重量%以上含有するNi基合金である請求項1～4のいずれか一項に記載のオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法。

【請求項6】 表面から10～70μmの深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層の硬度がマイクロピッカース硬度で700～1050(HV)に形成され、上記浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在していないことを特徴とするオーステナイト系金属製品。

【請求項7】 オーステナイト系金属がオーステナイト系ステンレスである請求項6に記載のオーステナイト系金属製品。

【請求項8】 硬質表面層をもつオーステナイト系ステンレス製品の材料が、モリブデンを1.5重量%以上含有する安定形オーステナイト系ステンレスである請求項6記載の硬質表面層をもつオーステナイト系金属製品。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、オーステナイト系金属に対して浸炭処理を施し、その表面を硬質化する浸炭処理方法およびそれによって得られたオーステナイト系金属製品に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 オーステナイト系金属、とくにオーステナイト系ステンレスは、高耐蝕性および高装飾性を有するため、最も広く使用されている。特に、ボルト、ナット、ねじ、ワッシャ、ピン等のファスナー類は、上記特性に鑑み、オーステナイト系ステンレス材料によって構成されている。しかしながら、上記のようなオーステナイト系ステンレス製品は、それ自体の材料強度は、一般の炭素鋼材と異なり、その多くは、最終形状に仕上げるまでの中間加工工程での強化によって高められる。例えば、プレス加工、押し出し成形加工、パンチング加工等

によってオーステナイト系ステンレス自体の結晶構造を緻密化させ、材料強度を向上させることが行われている。このような中間加工工程での材料強度の強化の程度は、ボルト、ナット等の形状に対する制約や、押し出し成形加工等における金型コスト等の制約があることから、おのずと限界が生ずる。したがって、ボルト、ナット、ねじ等のオーステナイト系ステンレス製品に対して、締めつけ時の材料強度や焼付防止ならびに鋼板に対するタッパ能力等が要求される時には、①硬質クロムメッキやNi-P等の湿式メッキを施したり、②物理蒸着(physical vapor deposition, PVD)等の皮膜コーティングを施したり、③窒化のような浸透硬化処理を施すこと等が行われている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、上記のような湿式メッキや、PVD等のような皮膜コーティングについては、オーステナイト系ステンレス製品の表面に形成された皮膜の剥離等が生じ、製品寿命が短くなるという問題を生じる。

【0004】 また、窒化のような浸透硬化処理のうち、窒化処理は、オーステナイト系ステンレス材料の表面から内部に窒素原子を浸透させて、その表面層を硬質窒化層に形成するという方法である。この方法では、オーステナイト系ステンレス製品の表面硬度は向上するものの、肝心の耐蝕性の低下が生ずるという大きな問題がある。そのうえ、ステンレス製品の表面粗度が悪くなったり、表面が膨れたり、また、磁性を帯びたりするという難点もある。上記のように、窒化によって耐蝕性の低下が生ずるのは、窒化硬化層中において、オーステナイト系ステンレス材料自体が有している含有クロム原子(このクロム原子によって耐蝕性の向上が実現される)が、窒化により、CrN、Cr₂Nというクロム窒化物となって消費され、その含有量が低下することによるものと考えられる。また、上記のような窒化物の生成によって、表面が膨れたり、表面粗度が悪くなる等の問題も生ずる。

【0005】 上記浸透硬化処理の他の方法としては、浸炭法が存在する。しかし、従来の浸炭法は、オーステナイト系ステンレス製品の表面を炭素分を含有するガスと接触させ、表面層中に炭素原子を浸透させ、硬質な浸炭層を形成するというものである。このような浸炭法においては、炭素原子の浸透性と固溶限度を考慮し、一般に鉄のA₁変態点である700℃以上の温度で浸炭処理が処理されるが、鉄の再結晶温度をはるかに越えた温度(鉄の再結晶温度は略450℃)に長時間保持されることとなり、オーステナイト系ステンレス材料自体の有する強度が著しく低下するという大きな欠点がある。このような浸炭法は、上記のように、浸炭によって材料自体の強度がかなり低下するという欠点があることから、元来がそれほど大きな材料硬度を有していないオーステナ

イト系ステンレス製品については、その適用が考慮されていない。また、先に述べたように、ボルト、ナット、ねじ等のファスナー類に対する強度の向上は、上記のようにプレス、押し出し、パンチング等によって行われていて、材料全体の強度向上を実現させることによって行われていることから、浸炭法によって表面硬度のみを向上させるという技術の適用は考慮されていないのが実情である。

【0006】この発明は、このような事情に鑑みなされたもので、オーステナイト系金属自体の強度を低下させずに、表面硬度を大幅に向上させ、しかも、オーステナイト系金属自体の優れた耐蝕性が損なわれていない硬質表面層をもつオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法およびそれによって得られたオーステナイト系金属製品の提供をその目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するため、この発明は、浸炭処理に先立って、フッ素系ガス雰囲気下でオーステナイト系金属を加熱状態で保持し、ついで浸炭処理の際の温度を680℃以下の温度に設定して浸炭処理するオーステナイト系金属に対する浸炭処理方法を第1の要旨とし、その浸炭処理方法によって得られた、表面から10～70μmの深さの表面層が炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層の硬度がマイクロピッカース硬度で700～1050(HV)に形成され、上記浸炭硬化層中には粗大クロム炭化物粒子が存在していないオーステナイト系金属製品を第2の要旨とする。

【0008】

【作用】本発明者らは、オーステナイト系金属に対する表面硬度を向上させるため、一連の研究を重ねる過程で、浸炭処理に際し、フッ素系ガスで前処理すると、オーステナイト系ステンレス等のオーステナイト系金属に対し、鋼のA₁変態点以下の温度での浸炭処理が可能になるのではないかと着想し、これに基づき一連の研究を重ねた。この研究の過程で、前記の着想のように、浸炭処理に先立ち、または、浸炭処理と同時に、フッ素系ガスで処理すると、従来、不可能視されていた浸炭処理が可能になるものであり、特に、その浸炭処理の温度も従来のような700℃以上の温度ではなく680℃以下の温度、好適には500℃よりも低温側にすると、より効果的な浸炭が実現できることを見いだした。そして、このようにすることにより、オーステナイト系ステンレス製品等のオーステナイト系金属製品の表面から10～70μmの深さの表面層が浸炭層に形成され、この浸炭層の硬度が、マイクロピッカース硬度で520～1180HV、好適には、700～1050HVに形成され、しかも、その浸炭層中に粗大クロム炭化物粒子が析出しなくなることを見だし、本発明に到達した。このようにして得られた浸炭処理品は、表面層が硬質になっており、

しかもオーステナイト系金属自体の有する耐蝕性は殆ど損なわれていない。また、表面が膨れたり、表面粗度が悪くなる等の難点もない。

【0009】上記粗大クロム炭化物粒子は、通常、0.1～5μmであるが、これより微細なクロム炭化物であっても、上記浸炭層中に含有されていても表面硬度の向上等の効果の実現には、支障がない。また、上記浸炭層中の炭素濃度を、その上限が2.0重量%ないし、その近傍にしたときには、表面硬度の向上効果が一層大きくなる。また、オーステナイト系金属製品を構成するオーステナイト系ステンレス材料等のオーステナイト系金属の材質が、ニッケルを32重量%以上または、モリブデンを1.5重量%以上含有する安定形オーステナイト系ステンレス等のオーステナイト系金属であるときには、浸炭による耐蝕性の低下が一層小さくなるという効果が得られるようになる。

【0010】つぎに、この発明について詳しく説明する。

【0011】この発明は、オーステナイト系金属に対して、フッ素ガスをを用い前処理したのち、または、前処理と同時に、浸炭処理を施す。

【0012】上記オーステナイト系金属としては、オーステナイト系ステンレス、例えば鉄分を50重量%(以下「wt%」と略す)以上含有し、クロム分を10wt%以上含有するオーステナイト系ステンレス等が挙げられる。具体的には、SUS316、SUS304等の18-8系ステンレス材や、クロムを23wt%、ニッケルを13wt%含有するオーステナイト系ステンレスであるSUS310や309、さらに、クロム含有量が23wt%、モリブデンを2wt%含むオーステナイト-フェライト2相系ステンレス材等が挙げられる。さらに、耐熱鋼であるインコロイ(Ni30～45wt%、Cr10wt%以上、残Fe等)も含まれる。また、上記オーステナイト系金属には、ニッケル分45wt%以上、クロム20wt%、鉄30wt%、その他モリブデン等を含むニッケル基合金も含まれる。このように、本発明においてオーステナイト系金属とは、常温で実質的(実質的とは、60wt%以上がオーステナイト相を有することをいう)に、オーステナイト相を呈する全ての金属を意味し、従って、ニッケルをオーステナイト安定化元素であるマンガンで置換したような、Fe-Cr-Mn系金属も含まれる。本発明では、これらを母材という。

【0013】このようなオーステナイト系金属材料から形成されるオーステナイト系金属のうち、特に、オーステナイト系ステンレス材は、ボルト、ナット、ねじ、ワッシャー、ピン等のようなファスナー類等に多く使用されている。この発明において、オーステナイト系ステンレス製品等のオーステナイト系金属製品とは、上記のようなファスナー類を含む他、チェーン類、時計のケー

ス、紡績用の杼（スピンドル）の先端、微細な歯車、ナイフ等各種のステンレス製品があげられる。

【0014】つぎに、上記のようなオーステナイト系金属に対し、浸炭処理に先立って、または、浸炭処理と同時に、フッ素系ガス雰囲気下でフッ化処理が行われる。このフッ化処理には、フッ素系ガスが用いられる。上記フッ素系ガスとしては、 NF_3 、 BF_3 、 CF_4 、 HF 、 SF_6 、 C_2F_6 、 WF_6 、 CHF_3 、 SiF_4 、 ClF_3 等からなるフッ素化合物ガスが挙げられ、これらは、単独でもしくは2種以上併せて使用される。また、これらのガス以外に、分子内にフッ素（F）を含む他のフッ素系ガスも上記フッ素系ガスとして用いることができる。また、このようなフッ素化合物ガスを熱分解装置で熱分解させて生成させた F_2 ガスや、あらかじめ作られた F_2 ガスも上記フッ素系ガスとして用いることができる。このようなフッ素化合物ガスと F_2 ガスとは、場合によって混合使用される。そして、上記フッ素化合物ガス、 F_2 ガス等のフッ素系ガスは、そのみで用いることもできるが、通常は N_2 ガス等の不活性ガスで希釈されて使用される。このような希釈されたガスにおけるフッ素系ガス自身の濃度は、容量基準で、例えば、10000～100000ppmであり、好ましくは20000～70000ppm、より好ましくは、30000～50000ppmである。このフッ素系ガスとして最も実用性を備えているのは NF_3 である。上記 NF_3 は、常温でガス状であり、化学的安定性が高く、取扱いが容易である。このような NF_3 ガスは、通常、上記 N_2 ガスと組み合わせて、上記の濃度範囲内で用いられる。

【0015】上記フッ化処理についてより詳しく述べると、この発明では、まず、炉内にバージン（未処理）のオーステナイト系金属を入れ、上記濃度のフッ素系ガス雰囲気下に、加熱状態で保持し、フッ化処理する。この場合、加熱保持は、オーステナイト系金属自体を、例えば、250～600℃、好適には、280～450℃の温度に保持することによって行われる。上記フッ素系ガス雰囲気中での上記オーステナイト系金属の保持時間は、通常は、10数分～数十分に設定される。オーステナイト系金属をこのようなフッ素系ガス雰囲気下で処理することにより、オーステナイト系金属の表面に形成された、 Cr_2O_3 を含む不働態皮膜がフッ化膜に変化する。このフッ化膜は、不働態皮膜に比べ、浸炭に用いる炭素原子の浸透を容易にすると予想され、オーステナイト系金属の表面は、上記フッ化処理によって「C」原子の浸透の容易な表面状態になるものと推測される。

【0016】つぎに、上記のようなフッ素処理を行った後、浸炭処理を行う。浸炭処理は上記オーステナイト系金属自体を680℃以下の温度、好適には600℃以下の温度、より好適には400～500℃の温度に加熱し、 $\text{CO}_2 + \text{H}_2$ からなる浸炭用ガス、または、RX

(4)

特開平8-158035

6

〔RXの成分、 CO_2 3容量%（以下「vol%」と略す）、 CO_2 1vol%、 H_2 31vol%、 H_2O 1vol%、残部 N_2 〕+ CO_2 からなる浸炭用ガス等を用い、炉内を浸炭用ガス雰囲気にして行われる。このように、本発明では、浸炭処理をオーステナイト系金属の芯部の軟化・溶体化を生起させない低温で行うのであり、これが最大の特徴である。この場合、上記 $\text{CO}_2 + \text{H}_2$ の比率は、 CO_2 2～10vol%、 H_2 30～40vol%が好ましく、 $\text{RX} + \text{CO}_2$ は、RXが80～90vol%、 CO_2 が3～7vol%の割合が好ましい。また、浸炭に用いるガスは、 $\text{CO} + \text{CO}_2 + \text{H}_2$ も用いられる。この場合、それぞれの比率は、 CO 32～43vol%、 CO_2 2～3vol%、 H_2 55～65vol%の割合が好適である。

10

20

30

40

50

【0017】このように処理することにより、オーステナイト系金属の表面に「炭素」の拡散浸透層が深く均一に形成される。この浸透層は、基相である γ -相中に、多量のCが溶解して格子歪を起こした形態となっており、母材に比べて著しく硬度の向上を実現し、しかも耐蝕性も母材と同程度を保持している。例えば、代表的なオーステナイト系ステンレスであるSUS316板片をサンプルとし、これを炉内に入れ、 $\text{NF}_3 + \text{N}_2$ （ NF_3 10vol%、 N_2 90vol%）のフッ素系ガス雰囲気下において、300℃で40分間フッ化処理し、ついで、上記フッ素系ガスを炉から排出したのち、浸炭用ガスである $\text{CO} + \text{CO}_2 + \text{H}_2$ （ CO 32vol%、 CO_2 3vol%、 H_2 65vol%）を炉内に導入し、450℃で16時間保持し、浸炭処理した。その結果、SUS316板材の表面に、表面硬度 $H_v = 880$ （芯部230～240）、深さ20 μm の硬化層が形成された。この硬化サンプルをJIS 2371の塩水噴霧試験に供したところ、480時間を越えても全く発錆しなかった。また、上記硬化層は、硬化層の耐腐食試験に用いられるビルラ試薬（酸性ピクリン酸アルコール溶液）でもエッチングされず、王水によってかるうじてエッチングされた。また、上記硬化サンプルは、表面粗度もほとんど悪化せず、膨れによる寸法変化ならびに磁性も生じていなかった。そして、本発明者らは、オーステナイト系金属片の種類、浸炭処理温度等を種々に組み合わせでさらに研究を重ねた結果、浸炭処理温度が600℃を越えると、オーステナイト系金属の芯部の軟化が生じやすくなること、硬化層の耐蝕性が大幅に低下することを突き止めた。耐蝕性の見地からいえば、特に浸炭処理温度は600℃以下、好適には500℃以下に設定すると好結果がもたらされる。より好ましい浸炭処理温度は、先に述べたように、400～500℃である。また、本発明者らの研究の結果、オーステナイト系金属の中でも、ニッケルを多量に含む安定型オーステナイト系ステンレス、また、モリブデンを含有する安定型オーステナイト系ステンレスほど、硬化後も耐蝕性が良好であるこ

とが明らかになった。

【0018】上記のようなフッ化処理および浸炭処理は、例えば、図1に示すような金属製のマッフル炉で行われる。すなわち、このマッフル炉内において、まずフッ化処理をし、ついで浸炭処理を行う。図1において、1がマッフル炉、2はその外殻、3がヒータ、4は内容器、5はガス導入管、6は排気管、7はモーター、8はファン、11は金網製のかご、13は真空ポンプ、14は排ガス処理装置、15、16はポンペ、17は流量計、18はバルブである。この炉1内に、例えばオーステナイト系ステンレス製品10を入れ、ポンペ16を流路に接続し NF_3 等のフッ素系ガスを炉1内に導入して加熱しながらフッ化処理をし、ついで排気管6からそのガスを真空ポンプ13の作用で引き出し排ガス処理装置14内で無毒化して外部に放出する。つぎに、ポンペ15を流路に接続し炉1内に先に述べた浸炭用ガスを導入して浸炭処理を行い、その後、排気管6、排ガス処理装置14を経由してガスを外部に排出する。この一連の作業によりフッ化処理と浸炭処理がなされる。

【0019】このように、この発明の浸炭処理によれば、処理品は、オーステナイト系金属自体の高耐蝕性を保持するのであるが、これは、つぎのような理由によると考えられる。すなわち、本願発明においては、浸炭に先立って、フッ化処理を施すことによって、浸炭処理の際の温度を 680°C 以下の低温で行うことが可能となるのであるが、このような低温による浸炭処理によって、オーステナイト系金属内に存在するクロム成分（これが耐蝕性を発揮すると思われる）が Cr_7C_2 や Cr_{23}C_6 等の炭化物として析出固定しにくくなって、その析出固定量が低くなり、それによってオーステナイト系金属内に残存するクロム成分が多くなるからと考えられる。これは、図2b~cに示すSUS316の各浸炭処理品を NF_3 10 vol % + N_2 90 vol %のフッ素系ガス雰囲気下 300°C で40分フッ化処理したのち、 CO 32 vol % + CO_2 3 vol % + H_2 65 vol %の浸炭用ガス雰囲気下で 600°C 、4時間浸炭処理（図3）、 450°C 16時間浸炭処理（図2（b））の硬化層のX線回折結果を、未処理品（図2（a））それと対象することによってあきらかである。すなわち、図3に示す 600°C の浸炭においては、 Cr_{23}C_6 のピークがシャープで高い。これは、上記クロム炭化物が比較的多く析出し、オーステナイト系金属内に残存するクロム成分が少なくなっていることを意味する。これに対して 450°C で浸炭処理した図2（b）においては、 Cr_{23}C_6 のピークがほとんど認められないことから、上記炭化物の析出量が著しく小さく、したがって、オーステナイト系金属内に残存するクロム成分が多く、耐蝕性が高いものとみられる。

【0020】また、浸炭処理品の硬度の向上は、炭素原子の浸透による γ -格子歪み発生に起因することが考え

(5)

特開平8-158035

8

られる。これは、 450°C での浸炭処理品（図2（b））の、X線回折における γ -相のピーク位置および 480°C で浸炭処理後酸洗品（図2（c））の γ -相のピーク位置が、SUS316未処理品の γ -相のピーク位置よりも低角度側（左側）にシフトしていることから、浸炭処理品（図2（b）,（c））には γ -格子歪が生じていることが明らかである。なお、上記X線回折は、RINT1500装置を用い、50 kV, 200 mA, Cuターゲット、条件下に行った。

【0021】本願発明においては、浸炭処理の温度が高くなり、特に 450°C を越えると、たとえわずかも Cr_{23}C_6 等の炭化物が硬化層の表面に析出するという現象が生じる。しかし、このような場合でも、その浸炭処理品を $\text{HF}-\text{HNO}_3$, $\text{HCl}-\text{HNO}_3$ 等の強酸に浸漬すると、上記析出物が除去され、母材なみの耐蝕性と、ピッカース硬度 $\text{Hv}=850$ 以上の高い表面硬度とを保持することができる。図2（c）は、図2（a）で示すSUS316板材を 480°C で浸炭処理をした後、濃度5 vol % $\text{HF}-15$ vol % HNO_3 の強酸に20分間浸漬した処理品のX線回折チャートであり、上記炭化物は全く観察されていない。このようにして、浸炭処理されたオーステナイト系金属、たとえばオーステナイト系ステンレス製品は、その表面に形成された浸炭硬化層の表面が浸炭によって黒色になっているとともに、場合によって、その浸炭硬化層の最表面層が鉄系内部酸化層になっている。すなわち、このような表面の内部酸化層は、浸炭の際の雰囲気中に、場合によって、多少酸素原子が存在しており、この酸素原子の存在により形成されるものである。このような内部酸化層の除去は、先に述べたように、 $\text{HF}-\text{HNO}_3$, $\text{HCl}-\text{HNO}_3$ 等の強酸に浸漬して、上記析出物を除去することにより行うことができ、それによって、母材なみの耐蝕性と、ピッカース硬度 $\text{Hv}=850$ 以上の高い表面硬度とを保持することができる。そして、上記処理によって、内部酸化層が除去されたオーステナイト系ステンレス製品は、浸炭処理を施す前の光輝状態を示すようになる。これについてより詳しく述べると、浸炭処理後に、その処理品の表面をよく観察すると、最表面層において、表面から深さ $2\sim 3\mu\text{m}$ に暗色を呈する層が存在し、これが鉄の内部酸化層であることがX線回折によって確かめられた。これは、つぎのように考えられる。すなわち、 $400\sim 500^\circ\text{C}$ の範囲での CO を含む雰囲気下では、浸炭（ $\text{CO}\rightarrow\text{CO}_2+\text{C}$ ）と同時にFeの酸化（ $4\text{CO}_2+3\text{Fe}\rightarrow 4\text{CO}+\text{Fe}_3\text{O}_4$ ）が共存する領域であり、このために上記内部酸化層が形成されたものと考えられる。このような鉄の内部酸化層は、 700°C 以上の温度で処理する従来の浸炭処理法ではみられないものである。 480°C で12時間浸炭処理を行ったSUS316L（C=0.02 wt %, Cr=17.5 wt %, Ni=12.0 wt %, Mo=2.0 wt %）系ソケットボル

ト、ならびにワッシャの例でさらに述べると、硬化層深さは $30\mu\text{m}$ 、表面硬度はマイクロピッカーズで $H_v=910$ を示した。つぎに、黒色の、これら浸炭処理品を 50°C に加熱した $5\text{wt}\%\text{HF}-25\text{wt}\%\text{HNO}_3$ 溶液に20分間浸漬した後、ソフトブラストをかけたところ、ほぼ浸炭処理を施す前の光輝状態の外観を持つソケットボルトならびにワッシャが得られた。これをJIS 2371の塩水噴霧試験に供したところ、2000時間を過ぎても全く発錆しなかった。また、JIS 0578の塩化第二鉄を用いた孔食試験の結果もほとんど未処理SUS316材と同等であった。

【0022】なお、上記浸炭硬化層に関してであるが、 500°C 以下の低温領域においては、オーステナイト組織下でのCの拡散速度が相当遅いため、最も硬化層が厚くなるSUS316L系の場合でも、処理温度 490°C 、処理時間12時間で $37\mu\text{m}$ の浸炭硬化層ができるが、さらに12時間浸炭時間を追加しても、全浸炭硬化層は、 $49\mu\text{m}$ にしかない。 $70\mu\text{m}$ の硬化層深さを得るためには、70時間以上を要することになる。おそらく、このような長時間処理は経済性を失うであろう。できるだけ深い硬化層を要求されるドリルタッピングの場合でも、 $40\mu\text{m}$ の硬化層で2.3tのSPCC（冷延鋼板）が充分ドリリング可能であり、経済性を失わない処理時間の範囲で、有用な浸炭硬化層を得ることができる。

【0023】

【発明の効果】以上のように、本発明は、浸炭処理に先立って、または、浸炭処理と同時に、フッ素系ガス雰囲気下でオーステナイト系金属を加熱状態で保持するため、浸炭処理の際の温度を 680°C 以下の低温にすることができ、したがって、オーステナイト系金属自身の有する耐蝕性、高加工性等を全く損なうことなく、高い表面硬度を実現することが可能となる。そして、本願発明では、浸炭処理によって上記のような表面高度を向上させることから、オーステナイト系金属表面の表面粗度の悪化現象や、膨れに基づく寸法精度の低下ならびに、オーステナイト系金属自体が磁性を帯びる等の不都合を全く生じない。

【0024】このようにして得られたオーステナイト系ステンレス製品等のオーステナイト系金属製品は、オーステナイト系金属製品の表面から $10\sim70\mu\text{m}$ の深さの表面層が、炭素原子の浸入によって硬化して浸炭硬化層に形成され、この浸炭硬化層の硬度がマイクロピッカーズ硬度で、 $520\sim1180(H_v)$ 、好適には、 $700\sim1050(H_v)$ に形成されている。しかも、上

記浸炭硬化層中に、粗大クロム炭化物粒子が析出していないため、得られる製品は、オーステナイト系金属自体の有する耐蝕性を有し、しかも高い表面硬度を備えている。そのため、オーステナイト系金属製品のうち、オーステナイト系ステンレスからなる、ボルト、ナット、ねじ等のファスナー類に関しては、締結時の強度や、焼付防止ならびに鋼板に対するタッパ能力等の優れた性能を有しており、特に、装飾性と同時に耐久性も要求されるような用途、たとえば自動車用の室内外に用いられるファスナー類等に有用である。

【0025】つぎに、実施例について比較例と併せて説明する。

【0026】

【実施例1および比較例1】実施例として、SUS316（Cr含量 $18\text{wt}\%$ 、Ni含量 $12\text{wt}\%$ 、Mo含量 $2.5\text{wt}\%$ 、残部Fe）およびSUS304（Cr含量 $18\text{wt}\%$ 、Ni含量 $8.5\text{wt}\%$ 、残部Fe）の 2.5mm 厚板片をそれぞれ準備した。また、ニッケル基材料であるNCF601（Ni含量 $60\text{wt}\%$ 、Cr含量 $23\text{wt}\%$ 、Fe $14\text{wt}\%$ ）の 1mm 厚板片を準備した。比較例として、フェライト系ステンレスであるSUS430（C含量 $0.06\text{wt}\%$ 、Cr含量 $17.5\text{wt}\%$ 、残部Fe）および、マルテンサイト系ステンレスであるSUS420J₂（C含量 $0.32\text{wt}\%$ 、Cr含量 $13\text{wt}\%$ 、残部Fe）の 2.5mm 厚板片をそれぞれ準備した。

【0027】つぎに、これらの材料を、それぞれ図1に示すマッフル炉1内に入れ、炉1内を充分に真空バージした後、 300°C に昇温させた。そして、その状態でフッ素系ガス（ $\text{NF}_3:10\text{vol}\%+\text{N}_2:90\text{vol}\%$ ）を入れ、炉1内を大気圧と同圧にし、その状態で10分間フッ化処理した。つぎに、上記フッ素系ガスを炉1から排出した後、炉1内を 450°C まで加熱し、その温度を保持した状態で、浸炭用ガス（ $\text{CO}:10\text{vol}\%$ 、 $\text{CO}_2:2\text{vol}\%$ 、 $\text{H}_2:10\text{vol}\%$ 、残部 N_2 ）を導入し、16時間保持して浸炭処理した。

【0028】得られたサンプルは、実施例品（SUS316、SUS304、NCF601）については、表面が黒色となっていた。比較例品については、このような黒色表面化は生じていなかった。つぎに、実施例品について、上記黒色表面層をこすり落とし、表面硬度、浸炭硬化層の深さを求めた。なお、比較例品も対照用として同様の測定を行った。その結果を表1に示す。

【0029】

【表1】

		表面硬度 (Hv) ()内は芯部硬度	硬化層深さ (μ m)
実 施 例	SUS316	870~890 (230~240)	20
	SUS304	900~920 (320~350)	22
	NCF601	720~730 (300~320)	12
比 較 例	SUS430	190~210 (190~210)	なし
	SUS420J ₁	190~210 (190~210)	なし

【0030】上記表1の結果からあきらかなように、実施例品は、いずれも浸炭処理により表面硬度が著しく向上しており、浸炭硬化層も形成されているのに対し、比較例品ではそのような現象が全くみられないことがわかる。なお、これら実施例のSUS316、SUS304、NCF601の断面の顕微鏡写真を図4、図5、図6に示す。これらは、光学顕微鏡を用い、倍率600倍で撮影したものである。これらの図において、図の下側から生地層、浸炭硬化層、樹脂層（真黒の部分）を示している。なお、上記樹脂層は、試料を樹脂中に埋め込んだ状態における埋め込み樹脂からなる層のことである。*

*【0031】つぎに、上記実施例品について、それぞれエメリーペーパーによって研磨光沢をだし、JIS 2371の塩水噴霧試験（SST）および15wt% HNO₃の50℃溶液に浸漬して再度別種の耐蝕性試験を行うとともに、透磁率も測定した。その結果を、SUS316、SUS304、NCF601の未処理品、ならびにそれらの材料を窒化した窒化品と併せて表2に示した。

【0032】

【表2】

		SUS316	SUS304	NCF601
S S T ま で の 時 間	未処理	480時間以上	480時間以上	480時間以上
	580℃ 窒化品	1.5時間	1.5時間	480時間以上
	実施例1	480時間以上	24時間	480時間以上
50H ℃ 15O ₂ % 浸 漬	580℃ 窒化品	H ₂ 気泡発生	H ₂ 気泡発生	表面黒色化
	実施例1	変化なし	変化なし	変化なし
透 磁 率 測 定 μ	未処理	1.002	—	—
	580℃ 窒化品	1.251	—	—
	実施例1	1.002	—	—
板 厚 寸 法 精 度 (mm)	未処理	2.495	2.495	1.004
	580℃ 窒化品	+0.015	+0.015	+0.007
	実施例1	+0.002	+0.003	+0.001

【0033】なお、上記SUS316、SUS304、NCF601において、比較例となる窒化品の製作は、つぎのようにして行った。すなわち、上記実施例で用いたのと同様の炉を用い、同様の条件で同様のフッ素系ガスを炉内から排出したのち、窒化ガス（NH₃ 50vol% + N₂ 25vol% + H₂ 25vol%）を導

入し、炉内を580℃に昇温させ、その状態で3時間保持して窒化処理した。

【0034】上記表2の結果より、実施例品は、窒化品よりもSST発錆までの時間が長く、また15wt% HNO₃ 浸漬でも変化がなく、窒化品よりも著しく耐蝕性に優れていることがわかる。また、窒化品が磁性を帯びているのに対し、実施例品は、磁性を全く帯びないことが

わかる。さらに、実施例品は窒化品に比べてほとんどふくれが生じていず、寸法精度が高いこともわかる。

【0035】

【実施例2】SUS316 (Cr含量17wt%, Ni含量13wt%, Mo3wt%, 残部Fe) 線材より圧造形成したM6ボルトと、非磁性ステンレス (Cr含量17.8wt%, Ni含量11.5wt%, Mn含量1.4wt%, N含量0.5wt%, 残部Fe) 線材より圧造形成したタッピングねじ (直径4mm) ならびに、実施例1で使用したSUS316板材、SUS304板材をサンプルとし、図1に示す炉内に入れ、400℃に加熱、実施例1と同様にしてフッ化処理した。つぎに、浸炭用ガスとの混合ガス (CO50vol%+H₂10vol%+残部N₂) を炉内に導入し、その状態で32時間保持し、処理した。この場合には、フッ化処理と浸炭処理とが略同時に行われている。そして、得られたサンプルをエアブラストにかけ、表面の黒色層 (1~2μm厚) を除去して表面高度を測定したところ、SUS316からなるM6ボルトの硬度はHv=820、非磁性タッピングねじの硬度はHv=860、SUS316板材の硬度はHv=780、SUS304板材の硬度はHv=830で、硬化層の深さは、それぞれ18μm, 19μm, 20μm, 21μmであった。

【0036】つぎに、上記のようにして得られた実施例品を15wt% HNO₃ の6.0%溶液に30分浸漬し、付着鉄分を完全に除去したのち、前記SST試験にかけ、耐蝕性を試験した。その結果、SUS316のボルト、非磁性ステンレスねじ、SUS316板材の3者は*

*480時間を越えても全く発錆しなかった。また、304板材については、71時間経過後、かすかに赤く発錆した。これらの結果から、耐蝕性も前記の実施例と、ほぼ同様に優れた結果が得られることがわかる。

【0037】

【実施例3】実施例1で用いたSUS316板材、SUS304板材およびNCF601板材を実施例1と同様の炉に入れ、400℃に昇温し、実施例1で用いたと同様のフッ素系ガスを導入し、実施例1と同様にしてフッ化処理した後、各材料を480℃に昇温させ、その状態で浸炭用ガス (吸熱型発生ガス:RX30vol%, CO₂:2.5vol%, N₂:65vol%からなる混合ガス) を導入した。そして、その状態で12時間保持した後、取り出した。得られた実施例品の表面には、実施例1と同様、黒色スケールが付着していた。そこで、この黒色スケールを除去するため、強酸浸漬処理を行った。すなわち、上記強酸 (HNO₃:15vol%, HF3vol%の混合溶液) の50℃溶液に10分浸漬したのち、エアブラストに軽くかけた。その結果、黒色スケールが除去され、未処理品 (フッ化処理、浸炭処理のなされていないもの) と同様の表面外観となった。他方、上記のような強酸浸漬処理を施さず、単にフッ化処理した後、浸炭処理を施した実施例品と上記強酸浸漬処理を行ったものとを対比し、表面硬度、硬化層の深さ、およびSST発錆試験を行った。その結果は、表3のとおりである。

【0038】

【表3】

		316ボルト	非磁性 タッピングねじ	316板材	304板材
芯部硬度		Hv=370	Hv=480	Hv=240	Hv=340
表面 硬度	浸炭後	Hv=900	Hv=920	Hv=870	Hv=920
	酸処理後	Hv=850	Hv=870	Hv=820	Hv=670
硬化層 深さ μm	浸炭後	28	27	28	27
	酸処理後	25	24	25	20
SST までの 時間	浸炭後	24時間	12時間	26時間	7時間
	酸処理後	480時間 以上	480時間以上	480時間 以上	36時間

【0039】上記のように、強酸浸漬処理を施すと、それを施さないものに比べて、耐蝕性が大幅に向上することがわかる。

【0040】なお、316板材の強酸浸漬処理品について、X線回折処理を行った結果は、図2(c)に示すとおりであり、図2(c)ではCr炭化物は全く同定されていない。また、生地γ-相格子に炭素を多量に含んだことによる格子歪みの発生によって、γ-相のピーク位置が未処理材のそれよりかなり低角度側にシフトしており、このことは、大きな格子歪みが発生し、硬化の起源

となっていることの証となっている。

【0041】

【実施例4】実施例1で用いたSUS316の板材を実施例1と同様にしてフッ化処理をしたのち、600℃に昇温させた。つぎに、浸炭用ガス (N₂:50vol%+RX50vol%) を導入し、4時間保持した後、取り出した。

【0042】この実施例品は、表面硬度Hv=900、硬化層の深さ35μmであった。つぎに、表面をよく研磨した後、SST発錆試験に供した。発錆までの時間

は、4時間であり、窒化品に比べ、SST発錆試験の結果は良好ではあるが、ステンレスの耐蝕性としては不十分と考えられる。この実施例品のX線回折結果は、図3のとおりであり、Cr炭化物、Mo炭化物のシャープな回折線が多く認められた。

【0043】

【実施例5】実施例2で用いたSUS316板材からなるボルトおよび非磁性ステンレスからなるタッピングねじを用い、実施例3と同様にフッ素系ガスと浸炭用ガスの混合ガスを用い、フッ化処理と浸炭処理とを同時に行った。この場合、温度は510℃であり、保持時間は8時間に変えた。このようにして得られたねじ類の頭部の表面硬度は、 $H_v=920$ と $H_v=980$ であり、硬化層深さは、それぞれ26 μm 、28 μm であった。

【0044】つぎに、実施例3と同様にして強酸浸漬処理を施したのち、表面硬度を測定した結果、表面硬度 $H_v=580$ 、 $H_v=520$ と大幅に低下した。

【0045】この原因は、実施例3の場合よりも浸炭温度が30℃高くなったことから、表面層側にクロム炭化物が多く析出し、そのため、耐蝕性劣化部が大きくなり、その部分が強酸によって浸食除去されたことから、表面硬度の低下現象が生じたためと予測される。

【0046】

【実施例6】溶体化処理（固溶化処理）を施したものと、同程度の芯部硬度（ $H_v=150\sim160$ ）を有する複数個のSUS316（Cr含量17.5wt%，Ni含量11wt%，NO含量2wt%）板片およびSUS304（C含量0.06wt%，Cr含量17.5wt%，Ni18wt%，残部Fe）板片ならびにSUS316線材から圧造成形したM6ボルトをそれぞれ複数個準備した。これら複数個準備したうちの、数個の板片およびボルトをそれぞれ図1に示す実験炉に入れ、320℃に加熱し、その状態でフッ素系ガス（ $\text{NF}_3: 10\text{vol}\%$ + $\text{N}_2: 90\text{vol}\%$ ）を吹込みフッ化処理した後、同炉から取り出しフッ化サンプルとした。

【0047】つぎに、残りの非フッ化サンプルと、上記のようにしてフッ化処理されたフッ化サンプルとを一緒にして再び図1に示す実験炉に入れ460℃に昇温させ、その温度を保持した状態で浸炭用ガス（ $\text{CO}_2: 20\text{vol}\%$ 、 $\text{H}_2: 75\text{vol}\%$ 、 $\text{CO}: 1\text{vol}\%$ ）を吹込み12時間保持して浸炭処理した。

【0048】上記のように処理されたサンプルのうち、フッ化サンプル（実施例品）についてはそれぞれ表面が黒色を呈していた。これに対しフッ化処理をしていない非フッ化サンプル（比較例品）に付いては殆ど処理前の外観、金属光沢を保っていた。つぎに、上記実施例品に付いて表面硬度を調べたところ、それぞれ $H_v=920\sim1050$ の表面硬度を示した。また、実施例品の硬化層の深さはそれぞれ20 $\mu\text{m}\sim25\mu\text{m}$ であった。他方、フッ化処理を行わなかった比較例品に付いては、全

く表面硬度の向上は見られなかった。

【0049】

【比較例2】実施例6で用いたSUS316線材を、圧造成形したM6ボルトを対象とした。このボルトは、その頭部ならびにネジ山部が、それぞれ上記圧造成形により硬度が $H_v=350\sim390$ に達している。このボルトをジョブショップ（熱処理受託加工メーカー）における通常のオールケース型浸炭炉に入れ920℃で60分の浸炭処理を施した。

【0050】その結果、浸炭処理されたボルトの表面硬度は $H_v=580\sim620$ ℃となり硬化層の深さは250 μm となっていた。しかしながら、ボルトの頭部およびねじ山部の硬度は $H_v=230\sim250$ と著しく低下していた。そして、このような浸炭処理のなされたボルトを塩水噴霧試験に供したところ、6時間で全面に赤錆が発生した。

【0051】

【実施例7】SUS316L材およびSUS310材（C=0.06wt%，Cr=25wt%，Ni=20.5wt%）ならびにXM7材（C=0.01wt%，Cr=18.5wt%，Ni=9.0wt%，Cu=2.5wt%）より圧造したM4ソケットボルトならびにSUS304材より成形したM6ボルトを準備し、いずれも頭部の表面硬度を測定した。SUS316L製ボルト； $H_v=340$ 、SUS310製ボルト； $H_v=350$ 、XM7製ボルト； $H_v=320$ 、SUS304製ボルト； $H_v=400$ であった。つぎに、これらを図1に示す炉にて350℃に加熱した時点で、 $\text{N}_2+5\text{vol}\%\text{NF}_3$ を15分間導入した後、 N_2 のみに切り換え、480℃に昇温した。つぎに、 $\text{H}_2: 20\text{vol}\% + \text{CO}: 10\text{vol}\% + \text{CO}_2: 1\text{vol}\% + \text{残部N}_2$ の浸炭性ガスを導入し、その雰囲気中で15時間保持して取り出した。全サンプルが黒色を呈していたが、洗浄後、表面硬度と炭化硬化層深さを測定したところ、SUS316； $H_v=880$ 、深さ38 μm 、SUS310； $H_v=920$ 、深さ30 μm 、XM7； $H_v=890$ 、深さ33 μm 、SUS304； $H_v=1080$ 、深さ20 μm であった。ついで、炭化硬化層の断面を王水で腐食して顕微鏡観察を行ったところ、SUS304ボルトは硬化層、未硬化部共に黒色を呈しているのに対し、SUS316およびSUS310からなるボルトは、炭化硬化層が白色を帯びて明るくなっており、XM7からなるボルトはややこの二者に比べて暗色を呈していた。

【0052】つぎに、これらのサンプルの全てを、50℃の5wt%HF-20wt%HNO₃溶液に10分間浸漬して取り出した。強酸浸漬後の炭化硬化層の状態は、つぎのとおりであった。SUS316； $H_v=860$ 、深さ35 μm 、SUS310； $H_v=880$ 、深さ28 μm 、XM7； $H_v=650$ 、深さ25 μm 、SUS304； $H_v=450$ 、深さ5 μm 。ま

た、SUS316、SUS310、XM7の酸浸漬品をJIS 2371の塩水噴霧試験に供したが、2000時間を越えても発錆しなかった。

【0053】

【実施例8】実施例1で使用したSUS316ソケットボルトを実施例1で示したと同一のフッ化処理を施した後、510℃において、 H_2 20 vol% + CO 10 vol% + CO_2 1 vol% + 残部 N_2 で12時間保持して取り出した。頭部の表面硬度は $H_v = 1020$ 、浸炭硬化層の深さは、 $45\mu m$ であった。つぎに50℃の5 wt% HF - 28 wt% HNO_3 溶液に10時間浸漬して取り出し、硬化層状態を調べたところ、表面硬度 $H_v = 650$ で、硬化層は、 $20\mu m$ と、浸漬前に比べて減少しており、 HF - HNO_3 溶液によって、エッチングされていることがわかった。

【0054】

【実施例9】Cu分を2 wt%含んだSUS316L線材から、4ミリ径のドリルタッピングねじ（首下長25 mm）を圧造成形した。これを、実施例1と同様の方法で、浸炭処理条件のみを、490℃、処理時間16時間として浸炭処理を施した。その後、処理品を55℃の3 wt% HF - 15 wt% HNO_3 溶液に15時間浸漬し、さらにショットブラストをかけた。ショットブラスト後のものの浸炭硬化層を測定したところ、表面硬度 $H_v = 890$ 、硬化層深さ $42\mu m$ であった。つぎに、213 tのSPCCを準備し、ハンドドライバーで、ドリ

リングテストをしたところ、鉄系浸炭品とほぼ同等のドリリング性能が得られた。

【0055】

【実施例10】実施例1で使用した316Lソケットボルトと、310ボルトを実施例1と同様な方法でフッ化処理し、つぎに、430℃まで上昇し、また実施例1と全く同様の浸炭性ガスを用いて24時間保持し、取り出した。この時の表面硬度は、316材で $H_v = 720$ 、310材で $H_v = 780$ 、硬化層厚さは、 $21\mu m$ 、 $16\mu m$ であった。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の浸炭処理に用いる炉の構成図である。

【図2】(a)はSUS316未処理品のX線回折図であり、(b)はSUS316板材の浸炭処理を450℃で行った処理品のX線回折図であり、(c)はSUS316板材の浸炭処理を480℃で行った後、強酸浸漬処理を行った処理品のX線回折図である。

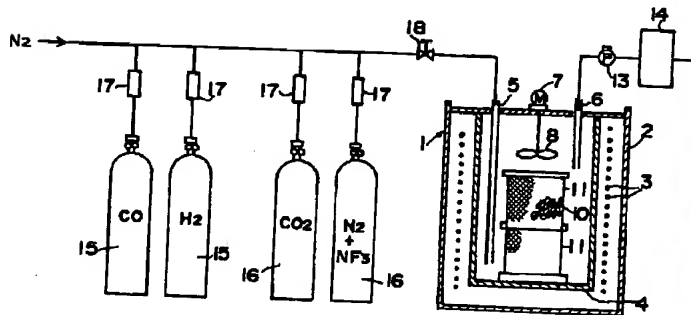
【図3】SUS316板材の浸炭処理を600℃で行った処理品のX線回折図である。

【図4】SUS316板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。

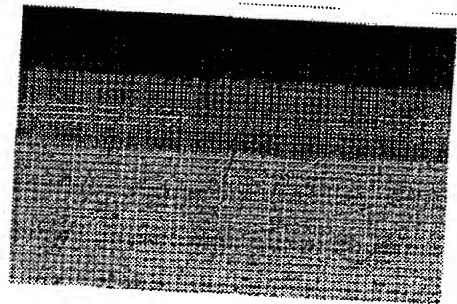
【図5】SUS304板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。

【図6】NCF601板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。

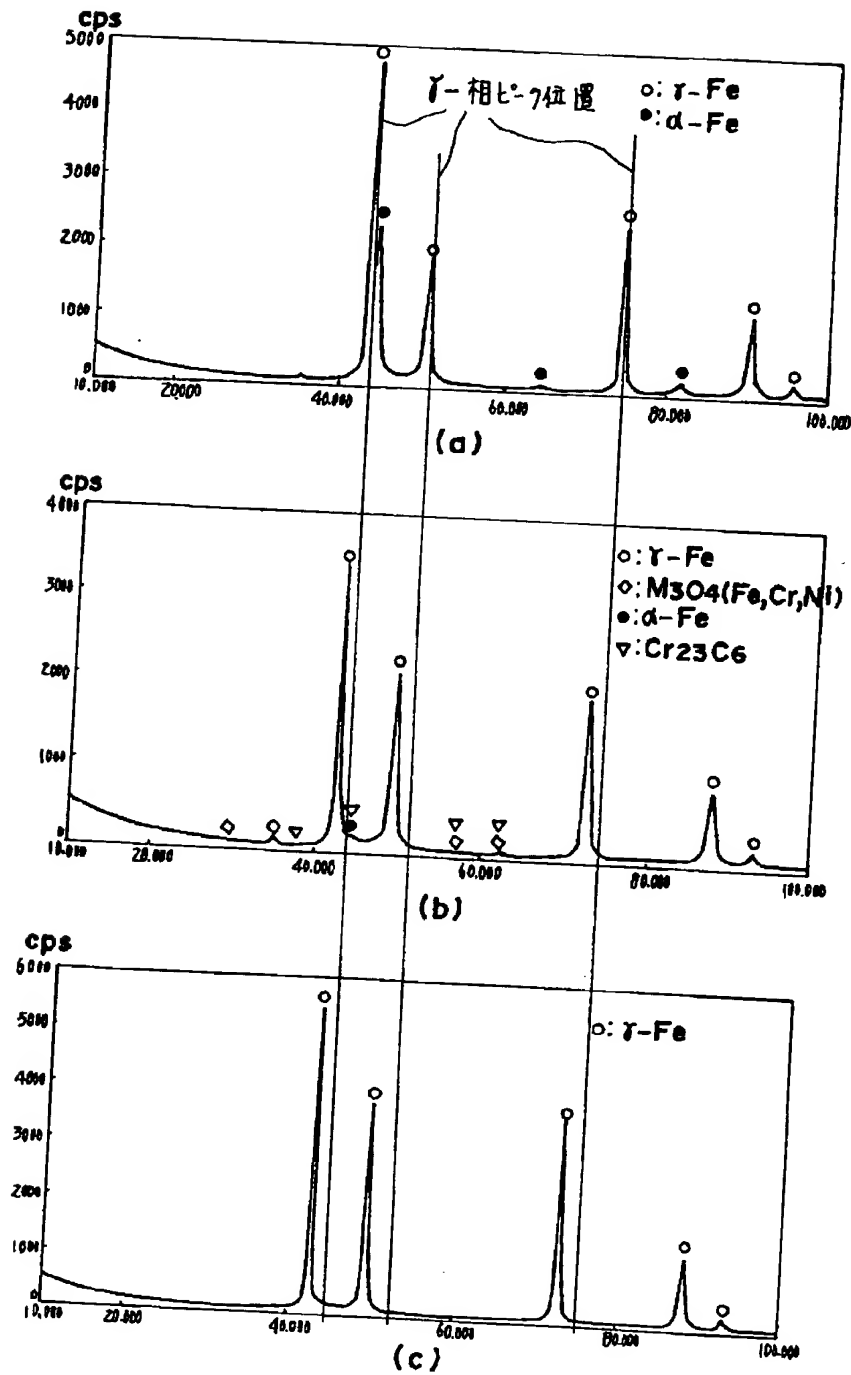
【図1】



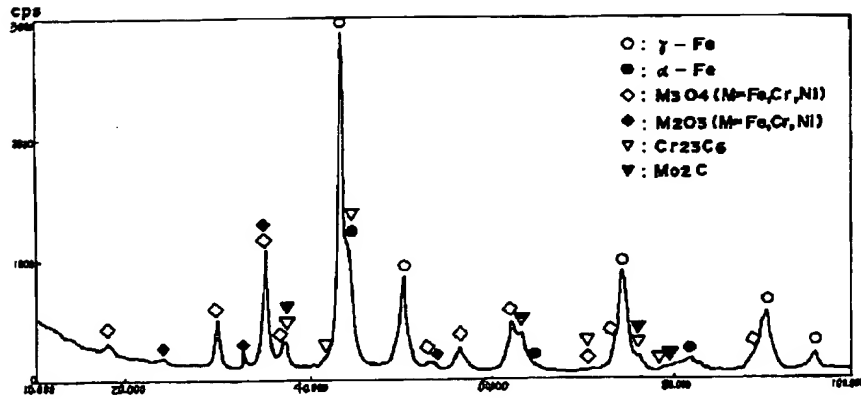
【図4】



【図2】

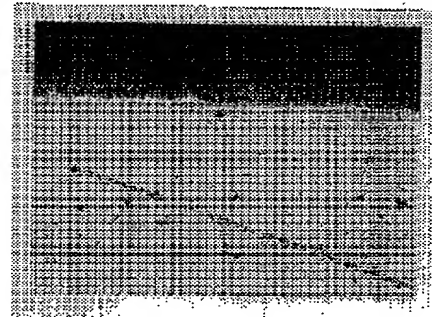
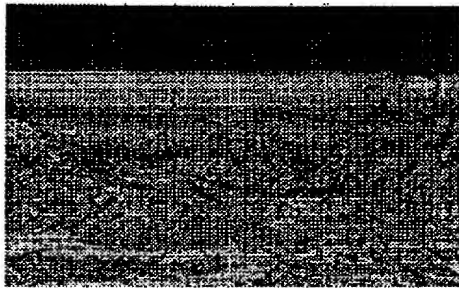


【図3】



【図5】

【図6】



【手続補正書】

【提出日】平成7年4月14日

【手続補正1】

【補正対象書類名】図面

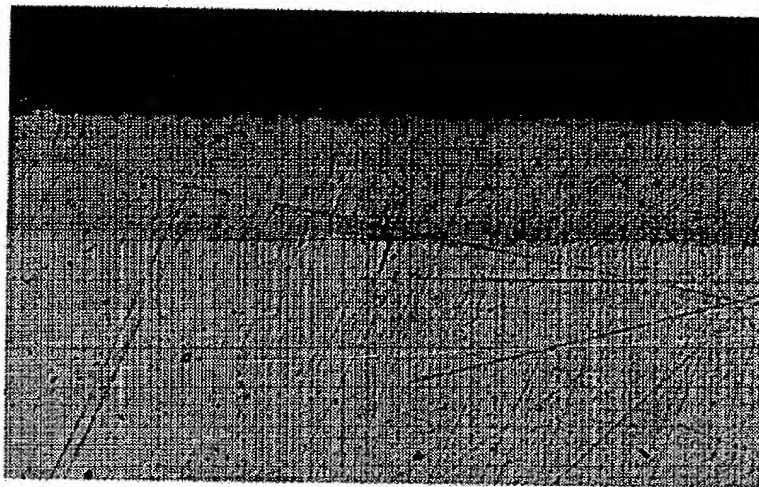
【補正対象項目名】図4

【補正方法】変更

【補正内容】

【図4】

図面代用写真



【手続補正2】

【補正対象書類名】図面

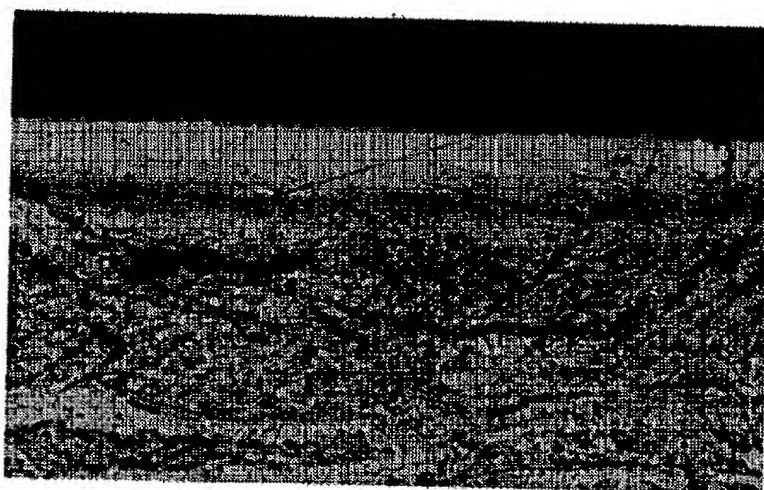
【補正対象項目名】図5

* 【補正方法】変更

【補正内容】

* 【図5】

図面代用写真



【手続補正3】

【補正対象書類名】図面

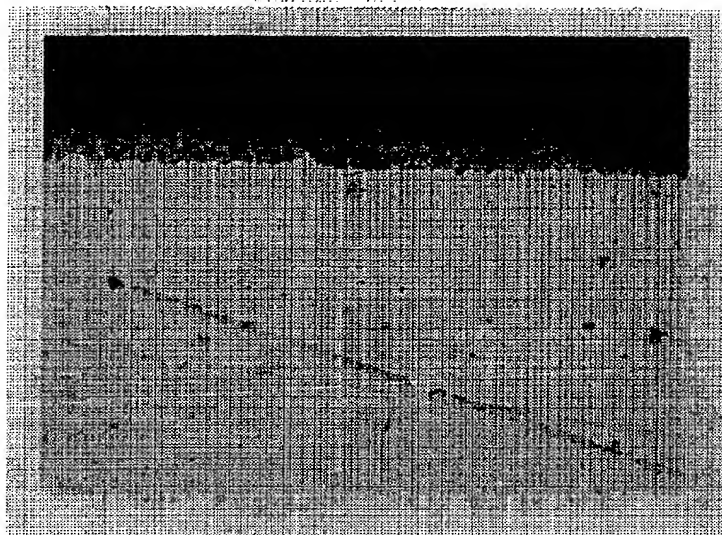
【補正対象項目名】図6

【補正方法】変更

【補正内容】

【図6】

図面代用写真



【手続補正書】

【提出日】平成7年7月6日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】図面の簡単な説明

【補正方法】変更

【補正内容】

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の浸炭処理に用いる炉の構成図である。

【図2】X線回折図であって、(a)はSUS316未処理品のX線回折図であり、(b)はSUS316板材の浸炭処理を450℃で行った処理品のX線回折図であ

り、(c)はSUS316板材の浸炭処理を480℃で行った後、強酸浸漬処理を行った処理品のX線回折図である。

【図3】SUS316板材の浸炭処理を600℃で行った処理品のX線回折図である。

【図4】SUS316板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。

【図5】SUS304板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。

【図6】NCF601板材の浸炭を450℃で行った処理品の断面の顕微鏡写真図である。